

⑬ 日本国特許庁 (JP)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報 (A)

昭55—41927

⑤ Int. Cl.<sup>3</sup>  
C 21 D 8/00  
6/00  
C 22 C 38/04  
38/12

識別記号

C B A

庁内整理番号  
7217—4K  
7217—4K  
6339—4K  
6339—4K

⑬ 公開 昭和55年(1980)3月25日

発明の数 4  
審査請求 未請求

(全 7 頁)

⑭ 加工性のすぐれた高靱性高張力鋼の製造法

⑯ 発明者 小川隆郎

神戸市北区泉台3丁目12番11号

⑰ 特 願 昭53—113804

⑰ 出 願 人 株式会社神戸製鋼所

⑱ 出 願 昭53(1978)9月16日

神戸市葺合区脇浜町1丁目3番  
18号

⑲ 発明者 柚島登明

⑲ 代理人 弁理士 金丸章一

神戸市灘区土山町8番地

明 細 書

1. 発明の名称

加工性のすぐれた高靱性高張力鋼の製造方法

2. 特許請求の範囲

(1) C : 0.005~0.2%, Mn : 0.8~2.5%, Si が 1.0% 以下, Nb, V の 1 種又は 2 種を 0.005~0.2% 含有し残部が鉄及び不可避不純物より成る鋼を 1000℃~1800℃に加熱し、少なくとも 980℃ 以下 Δt8 の温度範囲で減面率 80% 以上加工して、冷却途中のフェライト相析出温度域において、フェライト相として 5~60% 析出後に急冷してフェライト・マルテンサイトの 2 相層状組織となす加工性の優れた高靱性高張力鋼の製造方法。

(2) C : 0.005~0.2%, Mn : 0.8~2.5%, Nb, V の 1 種又は 2 種を 0.005~0.2% 含有し、さらに Al が 0.1% 以下、Ni が 0.15% 以下、Cr, Mo, Co がそれぞれ 0.7% 以下、Ti が 0.05% 以下、Cu が 0.02% 以下、O<sub>2</sub> が 0.008% 以下の 1 種又は 2 種以上を含有し、残部が鉄及び不可避不純物より成る鋼を 1000℃~1800℃に加熱し、少なくとも 980℃ 以下 Δt8 の温度範囲で減面率 80% 以上加工して、冷却途中のフェラ

イト相析出温度域において、フェライト相として 5~60% 析出後に急冷してフェライト・マルテンサイトの 2 相層状組織となす加工性の優れた高靱性高張力鋼の製造方法。

(3) C : 0.005~0.2%, Mn : 0.8~2.5%, Si が 1.0% 以下、Nb, V の 1 種又は 2 種を 0.005~0.2% 含有し残部が鉄及び不可避不純物より成る鋼を 1000℃~1800℃に加熱し、少なくとも 980℃ 以下 Δt8 の温度範囲で減面率 80% 以上加工して、冷却途中のフェライト相、析出温度域においてフェライト相として 5~60% 析出後に急冷してフェライト・マルテンサイトの 2 相層状組織となし、次いで 800℃~650℃ で焼戻す加工性の優れた高靱性高張力鋼の製造方法。

(4) C : 0.005~0.2%, Mn : 0.8~2.5%, Nb, V の 1 種又は 2 種を 0.005~0.2% 含有し、さらに Al が 0.1% 以下、Ni が 0.15% 以下、Cr, Mo, Co がそれぞれ 0.7% 以下、Ti が 0.05% 以下、Cu が 0.02% 以下、O<sub>2</sub> が 0.008% 以下の 1 種又は 2 種以上を含有し、残部が鉄及び不可避不純物より成る鋼を 1000℃~1800℃

てに加熱し、少なくとも、980℃以下A<sub>r</sub>8の温度範囲で減面率80%以上加工して、冷却途中のフェライト相析出温度域において、フェライト相として5~60%析出後に急冷して、フェライト・マルテンサイトの2相層状組織となし、次いで800℃~600℃で焼戻す加工性の優れた高靱性高張力鋼の製造方法。

#### 8. 発明の詳細な説明

本発明は引張強度50kg/mm<sup>2</sup>以上を有し、冷間加工性の優れた高靱性高張力鋼の製造方法に関するものである。

引張強度50~100kg/mm<sup>2</sup>級高張力鋼の用途は広く、構造物、造船等に適用される場合には良好な溶接性が要求される。一方、産業機械分野やパイプ用素材、ボルト用素材のごとき所定寸法に加工され、その後必要に応じて溶接される鋼では優れた冷間加工性、および溶接性が要求される。従来の非調質型高張力鋼や調質型高張力鋼において強度上昇を図るために多量の添加元素が使われ、必然的にC当量が高くなり溶接性に望ましいとは言

難い。このような鋼の高強度化は降伏比の増大、靱性、延性の劣化を伴い本質的な問題を有する。したがって、高強度鋼は冷間加工時のフレ発生やスプリングバックによる形状凍結不良を生じ易い。本発明はかかる問題に対処すべく従来と異なった方法で鋼の強度上昇を図るものであり、所要強度を得るためのC当量を大幅に下げることにより溶接性を改善し、さらに、高低降伏比を実現し、優れた冷間加工性を具備せしめる方法である。すなわち本発明はC: 0.005~0.2%, Mn: 0.8~2.5%, Siが10%以下、Nb, Vの1種又は2種を0.005~0.2%含有し、あるいはさらにAlが0.1%以下、Niが0.15%以下、Cr, Mo, Cuがそれぞれ0.7%以下、Tiが0.05%以下、Coが0.02%以下、Gaが0.008%以下の1種又は2種以上を含有し、残部が鉄及び不可避不純物より成る鋼を1000℃~1800℃に加熱し、少なくとも980℃以下A<sub>r</sub>8温度範囲で減面率80%以上加工して、冷却途中のフェライト相析出温度域において、フェライト相として5~60%析出後に急冷してフェライト・マルテンサイトの2

- 8 -

- 4 -

相層状組織となし、あるいはさらに800℃~650℃焼戻す加工性の優れた高靱性高張力鋼の製造方法である。

本発明の鋼はA<sub>r</sub>8以上で熱間加工を行なう。その際、オーステナイト粒の粗大化を防止し、NbあるいはVの炭化物生成元素を溶体化するためにも1000℃~1800℃好しくは1050~1200℃でオーステナイト化するのが望ましい。熱間加工によりオーステナイト粒の細粒化を図り、オーステナイトの再結晶進行が著しく遅滞する温度範囲、980℃以下A<sub>r</sub>8点で減面率80%以上で加工する。該当温度における加工はオーステナイトに多量の歪を導入するものであり、硬化したオーステナイトは通常のCCT曲線におけるフェライト相析出温度域を高温、短時間側に移行せしめる。980℃を超えてはオーステナイトが再結晶を起しやすく、加工減面率80%以下ではオーステナイトに歪を与える効果が認められないからである。

加工後、冷却途中のフェライト相析出温度域において、フェライト相の析出に伴って、未変態オ

ーステナイト部にCが濃化される。フェライト相として5~60%析出後にC濃度の高い未変態オーステナイトを急冷して微細フェライト粒とみかけ上C濃度の高いマルテンサイトの2相層状組織を得る。硬化オーステナイトから析出するフェライト粒は微細で延性、靱性に好ましく、マルテンサイトはC濃縮により極めて高い強度を有し、オースフォーム鋼の例で周知のように、硬化オーステナイトからのマルテンサイトは靱性に富む。従来の(γ+α)2相域加熱焼入れによるフェライト・マルテンサイト2相鋼はフェライト粒の微細化が難しく、かつ、フェライト粒は強度の高いマルテンサイトに囲まれた分散分布をなし、フェライト部の応力集中が高くフェライト部の早期破壊が生じ易い欠点を有する。本発明によるフェライト・マルテンサイト2相層状組織鋼はフェライト粒の微細が容易であることと、それらが列をなして分布し、マルテンサイトと層状をなすことからフェライトの早期破壊が防止され、高い延性、靱性が確保される。

- 5 -

- 6 -

フェライト量としては10%~50%が好ましく、70%以上のフェライトは鋼の強度上昇の面において効果を減じ、5%以下では急冷時に上部ベーナイトが生成しやすく、著しい靱性劣化を誘起することから、上限を60%、下限を5%とした。このフェライト量を得るためには熱間加工後の冷却を適切に制御する必要がある。本発明においては加工後空冷で約40~150秒後、約780℃~880℃から急冷することが望ましい。

未変態オーステナイトの焼入れ後、さらに800℃~650℃からの焼戻しにより引張強度は低下するが、降伏強度はほぼ一定値に保たれ、従来の高張力鋼におけるC当量の同レベルのものと比較して、降伏比は低く、延性靱性が良好で、焼戻し処理後も本発明の効力を発揮する。次に本発明の方法における鋼の成分限定理由は次の通りである。Cは0.005%以下の溶質は高価であり、強度上昇効果も少ない。0.2%以上の含有は溶接性を著しく劣化させるので上限を0.2%とする。Mnは強靱化に必要で、0.8%以下ではその効果が少なく、2.5%を

- 7 -

に飽和する。Co, Caは介在物調整を目的に用いるが、Coは0.02%、Caは0.003%を超える含有はその効果が飽和する。

なお、本発明はすぐれた溶接性を得るためにC当量 $(=C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14})$ は0.40%以下とすることが望ましい。

次に本発明を実施例で説明する。

#### (実施例)

本発明鋼及び比較鋼として通常の80kg/mm<sup>2</sup>級非炭素型高張力鋼、100kg/mm<sup>2</sup>級調質型高張力鋼の化学成分を第1表に示す。本発明鋼A~Fは同じ化学成分である。本発明鋼の圧延条件はオーステナイト化温度、1150℃に加熱し、980℃より減面率70%、合計減面率85%で制御圧延した。圧延仕上げ温度は880℃である。フェライト分率はA, Bそれぞれ18%, 58%である。Aは圧延後空冷44秒で770℃より水冷したものであり、Bは空冷110秒で720℃より水冷したものである。A, Bを400℃で焼戻したものがC, D, 600℃焼戻したものがE, Fである。比較鋼Hは熱間圧延のまま

- 9 -

を超える含有は効果が飽和し、上部ベーナイトが生成しやすくなる。Nb, Vは微細な炭化物を生成し、オーステナイトの再結晶遅滞温度範囲を広くする効果があり、本発明の効力を発揮を助長するが0.005%未満では効果がなく、0.2%以上の含有は効果が飽和する。

Biは固溶体強化作用を通じて強度上昇に効果が大きい。1.0%を超える含有は著しい靱性劣化をもたらすので1.0%以下とする。

Cr, Mo, Cuの少量含有は強度上昇に好ましいが0.7%を超える含有はフェライト相の析出量調整が難しくなり、かつ、靱性溶接性を害するのでそれぞれ0.7%以下とする。

Niは強靱性を高める効果を有するが、0.15%を超える含有は効果が飽和するので0.15%以下とした。Alは脱酸の安定化、結晶粒微細化を図る目的で添加するが、0.1%を超える含有はそれらの効果が飽和し、介在物が急増して延性を害するので0.1%以下とした。Tiは強度上昇と溶接部靱性の改善作用を有するが、0.05%を超える含有はその効果

- 8 -

ベーナイト、Pは熱間圧延後焼入れ焼戻し処理を行なったもので、焼戻しマルテンサイト組織を有する。これらの機械的性質を第2表に示す。第2表から本発明鋼は通常の80~100kg/mm<sup>2</sup>級高張力鋼に比較して、C当量が大幅に低く、引張強度は焼入れ材で100kg/mm<sup>2</sup>を有し、降伏比は60%、伸びは22%、特に均一伸びを大きくしたのが特徴である。破面遷移温度は-90℃以下で良好である。焼戻し後は引張強度が低下し、降伏強度はほぼ一定値を示すので、降伏比は高くなるが比較鋼よりも低降伏比を有する。第1図に強度と伸びのバランスを示す。同一強度レベルで比較すると、本発明鋼はC当量が低く、延性に優れる。

以上述べた如く、本発明によれば加工性の優れた高張力鋼が得られ、しかも溶接性も十分保障されたものであり、産業上有益である。

- 10 -

BEST AVAILABLE COPY

第1表 実験例鋼の化学成分 (wt.%)

試料	C	Mn	Ni	Cr	Mo	Si	V	Nb	C含量
本発明鋼 A~F	0.11	1.26	0.001	0.01	0.01	0.22	0.04	0.04	0.34
比較鋼 B	0.12	1.86	0.02	0.02	0.10	0.86	0.02	0.04	0.45
” P	0.18	1.28	0.47	0.47	0.42	0.81	0.06	0.001	0.58

$$Mn \text{ 含量} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{6} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14}$$

- 11 -

第2表 機械的性質

試料	0.2%耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強度 (kg/mm <sup>2</sup> )	降伏比 (%)	均一伸び (%)	全伸び (%)	TTT <sub>8</sub> (℃)	V.R. (kg/mm <sup>2</sup> )	備考	
								板厚(mm)	熱処理
A 本	64	107	60	15	22	-114	12	18	焼入れ材
B 本	57	98	58	16	28	-91	12	”	
C 明	66	92	78	—	25	—	—	”	400℃ 焼戻し材
D 明	61	81	76	—	26	—	—	”	
E 明	65	79	82	—	27	—	—	”	600℃ 焼戻し材
F 明	58	78	79	—	28	—	—	”	
B 比較	73	82	89	—	22	-97*	6*	4.8	圧延2次材
P 比較	98	102	95	—	16	-42	15	20	QT 焼戻材

(注) JIS 18号、4mm厚引張試験片使用

JIS 4号、フルサイズシャルピー試験片使用、(\*印: 1/4サイズ)

- 12 -

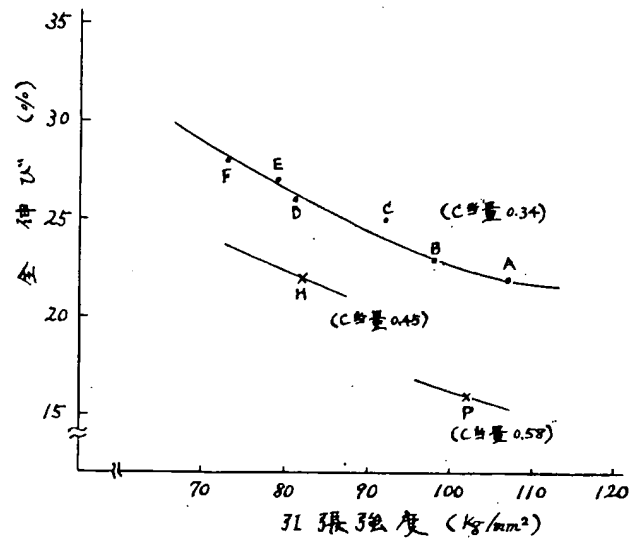
## 4. 図面の簡単な説明

第1図は高張力鋼の引張強度と伸びの関係を示す。

特許出願人 株式会社神戸製鋼所  
代理人 井理士 金丸 章



第1図



- 13 -

手続補正書(方式)

手続補正書(自発)

昭和54年2月17日

昭和54年3月14日

特許庁長官 殿

特許庁長官 殿

## 1. 事件の表示

昭和53年特許第113804号

## 1. 事件の表示

昭和53年特許第113804号

## 2. 発明の名称

加工性のすぐれた高靱性高張力鋼の製造法

## 2. 発明の名称

加工性のすぐれた高靱性高張力鋼の製造法

## 3. 補正をする者

事件との関係

出願人

(所在地)

神戸市東灘区脇浜町1丁目8番18号

(名称)

(119) 株式会社 神戸製鋼所

代表者 高橋 孝吉

## 3. 補正をする者

事件との関係

出願人

(所在地)

神戸市東灘区脇浜町1丁目8番18号

(名称)

(119) 株式会社 神戸製鋼所

代表者 高橋 孝吉

## 4. 代理人

(居 所)

神戸市東灘区脇浜町1丁目8番18号

株式会社 神戸製鋼所内

電話(078)-251-1551番(大代表)

(氏 名)

(7668) 井理士

カナ マルンヨウイチ  
金 丸 章 一

## 4. 代理人

(居 所)

神戸市東灘区脇浜町1丁目8番18号

株式会社 神戸製鋼所内

電話(078)-251-1551番(大代表)

(氏 名)

(7668) 井理士

カナ マルンヨウイチ  
金 丸 章 一

## 5. 補正命令の日付

昭和54年1月6日

(発注日 昭和54年1月8日)

## 5. 補正の対象

明細書の「特許請求の範囲」及び「発明の詳細な説明」の欄、並びに添付図面

## 6. 補正の対象

明細書の「発明の名称」の欄

## 7. 補正の内容

(1) 明細書第1頁3行目の「発明の名称」を次のように訂正する。

「加工性のすぐれた高靱性高張力鋼の製造法」

以 上

## 6. 補正の内容

(1) 明細書第1頁下8行目～第2頁4行目の2特許請求の範囲(2)を「別紙1」のごとく補正する。

(2) 明細書第4頁第18行目「0.15%以下」を「1.5%以下」と訂正する。

(3) 明細書第7頁第1行目～第6行目「フェライト量としては-----下限を5%とした。」を以下のように訂正する。

「フェライト量としては10～50%が好ましい。フェライト量が5%以下ではフェライト・マルテンサイト2相層状組織としての効果を減じ、低降伏比が実現されない。フェライト量70%以上では鋼の強度上昇を図る面において効果が少ない。また、急冷時に上部ベーナイトが生成しやすくなるので、鋼の靱性劣化を誘起する。したがって、フェライト量の上限を50%、下限を5%とした。」

(4) 明細書第8頁第14行目及び第15行目の「0.15%」を「1.5%」に訂正する。

(5) 明細書第9頁第11行目「本発明鋼A～F」

」より第10頁第8行目「-----90℃以下で良好である。」まで全文次のように訂正する。

「本発明鋼A～Dの圧延条件はオーステナイト化温度1150℃に加熱し、980℃より減面率70%、合計減面率85%で制御圧延した。圧延仕上げ温度は880℃である。A鋼は圧延後空冷44秒で770℃より水冷したもの(A<sub>1</sub>鋼とする)、空冷110秒で720℃より水冷したもの(A<sub>2</sub>鋼とする)を製造した。A<sub>1</sub>、A<sub>2</sub>鋼のフェライト分率はそれぞれ18%、38%であつた。さらにA<sub>1</sub>、A<sub>2</sub>鋼を400℃で焼戻したもの(それぞれA<sub>11</sub>鋼、A<sub>12</sub>鋼とする)と、600℃で焼戻したもの(それぞれA<sub>21</sub>鋼、A<sub>22</sub>鋼とする)を得た。B～D鋼は圧延後空冷して720℃より水冷した。フェライト分率はB鋼で59%、C鋼で55%、D鋼で88%であつた。比較鋼Hは熱間圧延のままベーナイト組織、比較鋼Pは熱間圧延後焼入れ焼戻し処理を行なったもので、焼戻しマルテンサイト組織を有する。これらの圧延材の機械的性質を第2表に示す。第2表から本発明鋼は通常の80

~100 kg/mm<sup>2</sup> 高強度鋼に比較して、0 当量が大幅に低く、引張強度は焼入れ材で 90~100 kg/mm<sup>2</sup> を有し、降伏比は 70% 程度以下、伸びは 22% 以上、特に均一伸びを大きくしたのが特徴である。表面渡移温度 (vT<sub>ms</sub>) は -90℃ 以下で良好である。」

(6) 明細書第 11 頁第 1 表を「別紙 2」のごとく訂正する。

(7) 明細書第 12 頁第 2 表を「別紙 3」のごとく訂正する。

(8) 本願図面第 1 図を別添のとおり訂正する。

以 上

〔別紙 1〕

2. 乾許請求の範囲

「(2) C: 0.005~0.2%, Mn: 0.8~2.5%, Nb, V の 1 種又は 2 種を 0.005~0.2% 含有し、さらに Al が 0.1% 以下、Ni が 1.5% 以下、Cr, Mo, Cu がそれぞれ 0.7% 以下、Ti が 0.05% 以下、O が 0.02% 以下、Ca が 0.008% 以下の 1 種又は 2 種以上を含有し、残部が鉄及び不純物より成る鋼を 1000℃~1800℃ に加熱し、少なくとも 880℃ 以下 A<sub>1</sub> の温度範囲で減面率 80% 以上加工して、冷却途中のフェライト相析出温度域において、フェライト相として 5~60% 析出後に急冷してフェライト・マルテンサイトの 2 相層状組織となす加工性の優れた高強度高強度鋼の製造方法。」

以 上

〔別紙 2〕

供試材	C	Mn	Ni	Cr	Mo	Al	V	Nb	0 当量
本発明鋼	A 0.11	1.88	0.01	0.01	0.01	0.88	0.04	0.04	0.84
	B 0.10	1.84	0.01	0.01	0.01	0.86	0.03	0.04	0.89
	C 0.10	1.88	0.01	0.01	0.10	0.88	0.03	0.04	0.87
	D 0.09	1.59	0.02	0.01	0.89	0.11	0.01	0.08	0.49
比較鋼	E 0.13	1.86	0.08	0.08	0.10	0.86	0.03	0.04	0.48
	F 0.13	1.88	0.07	0.07	0.68	0.81	0.06	0.001	0.57

以 上

$$\frac{1}{A} + \frac{1}{Mn} + \frac{1}{Cr} + \frac{1}{Ni} + \frac{1}{Mo} + \frac{1}{Al} + \frac{1}{V} + \frac{1}{Nb} + \frac{1}{O} = \text{定数 } C$$

〔別紙 3〕

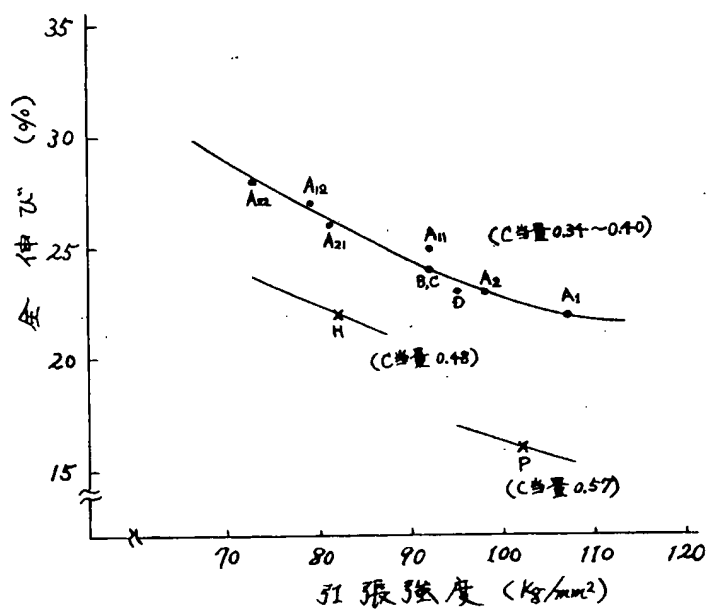
供試材	0.2% 耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強度 (kg/mm <sup>2</sup> )	降伏比 (%)	均一伸び (%)	全伸び (%)	vT <sub>ms</sub> (℃)	加工性	試験片使用
A <sub>1</sub>	54	101	50	18	28	114	10	試験片使用
A <sub>2</sub>	55	98	88	16	28	91	10	試験片使用
A <sub>3</sub>	56	93	52	15	25	—	10	試験片使用
A <sub>4</sub>	51	81	75	—	26	—	10	試験片使用
A <sub>5</sub>	53	79	83	—	27	—	10	試験片使用
A <sub>6</sub>	58	78	79	—	28	—	10	試験片使用
B	53	93	52	18	24	140	10	試験片使用
C	59	98	55	18	24	128	11	試験片使用
D	58	93	73	14	25	100	19	試験片使用
E	78	88	89	—	22	—	10	試験片使用
F	58	108	96	—	18	—	15	試験片使用

以 上

(注) サイズ: (単位) mm 厚 1.5mm 試験片使用 (単位) mm 厚 1.5mm 試験片使用

BEST AVAILABLE COPY

第1圖



BEST AVAILABLE COPY